

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2002212634
PUBLICATION DATE : 31-07-02

APPLICATION DATE : 15-11-01
APPLICATION NUMBER : 2001350640

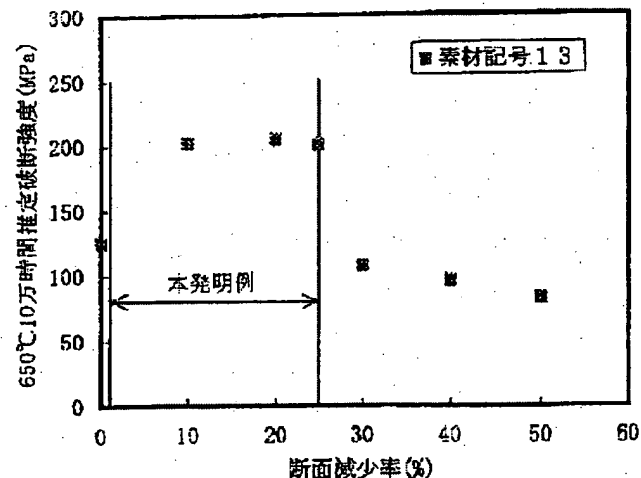
APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : MIMURA HIROYUKI;

INT.CL. : C21D 8/10 // C22C 19/05 C22C 38/00
C22C 38/58

TITLE : METHOD FOR PRODUCING
AUSTENITIC HEAT RESISTANT STEEL
TUBE HAVING EXCELLENT CREEP
RUPTURE STRENGTH

図 2



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for producing an austenitic heat resistant tube which has excellent creep rupture strength, and has no rapid deterioration in strength even on the long time side when used for a heat resistant steel tube such as a steel tube for a boiler.

SOLUTION: In the method for producing an austenitic heat resistant steel tube having excellent creep rupture strength on the high temperature-long time side, a steel having a composition containing, as chemical components, by mass, 0.01 to 0.2% C, 0.05 to 0.5% Si, 0.1 to 2% Mn, 17 to 26% Cr and 10 to 50% Ni, and the balance Fe with inevitable impurities, and satisfying the following inequality (1) is made into a tube. After that, the tube is subjected to solution heat treatment, and is subsequently subjected to cold working of 1 to 25% at a rate of decrease in the C cross section: $Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+1.5Si-8) \dots (1)$.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-212634

(P2002-212634A)

(43) 公開日 平成14年7月31日(2002.7.31)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード(参考)
C 2 1 D 8/10		C 2 1 D 8/10	D 4 K 0 3 2
// C 2 2 C 19/05		C 2 2 C 19/05	F
38/00	3 0 2	38/00	3 0 2 Z
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数11 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2001-350640(P2001-350640)

(22) 出願日 平成13年11月15日(2001. 11. 15)

(31) 優先権主張番号 特願2000-351515(P2000-351515)

(32) 優先日 平成12年11月17日(2000. 11. 17)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 石塚 哲夫

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 三村 裕幸

東京都千代田区大手町2-6-3 新日本
製鐵株式会社内

(74) 代理人 100077517

弁理士 石田 敬 (外3名)

F ターム(参考) 4K032 AA04 AA05 AA13 AA15 AA16

AA21 AA22 AA25 AA31 AA35

AA36 AA37 BA03 CF03 CG01

(54) 【発明の名称】 クリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法

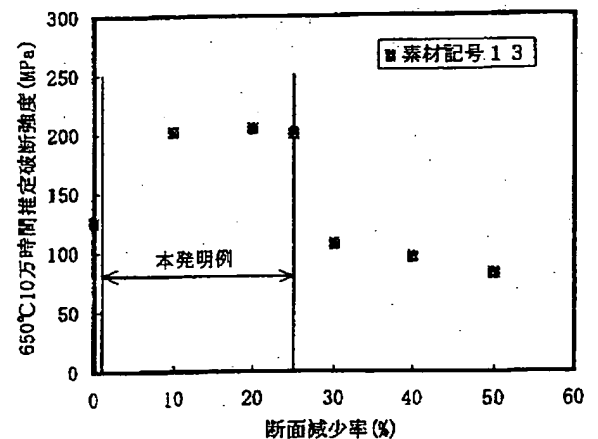
(57) 【要約】

【課題】 本発明は、ボイラ用鋼管等の耐熱鋼管に適用し、優れたクリープ破断強度を有し、長時間側でも急激に強度低下することのない、オーステナイト系耐熱鋼管の製造方法を提供することを目的とする。

【解決手段】 化学成分として、質量%で、C: 0. 01~0. 2%、Si: 0. 05~0. 5%、Mn: 0. 1~2%、Cr: 17~26%、Ni: 10~50%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつ下記(1)式を満足する鋼を用いて造管後、固溶化熱処理を施し、その後、C断面の減少率が1%以上25%以下の冷間加工を施す高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$Ni + 30C + 0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr + 1.5Si - 8) \dots (1)$$

図 2



【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学成分として、質量%で、C:0.01~0.2%、Si:0.05~0.5%、Mn:0.1~2%、Cr:17~26%、Ni:10~50%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、かつ

$$Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+1.5Si-8) \dots (1)$$

【請求項2】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、W:0.1~10%を含有し、かつ下記(2)式を満足することを特徴とする請求項1記載の高温長時間側

$$Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+W+1.5Si-8) \dots (2)$$

【請求項3】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Nb、TiおよびVのうちの1種または2種以上を合計量で0.01~2%含有し、かつ下記(3)式を満

$$Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+W+1.5Si+0.5Nb+3Ti+5V-8) \dots (3)$$

【請求項4】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、N:0.01~0.4%を含有し、かつ下記(4)式を満足することを特徴とする請求項1~3の何れか1

$$Ni+30C+30N+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+W+1.5Si+0.5Nb+3Ti+5V-8) \dots (4)$$

【請求項5】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Cu:1~5%以下を含有し、かつ下記(5)式を満足することを特徴とする請求項1~4の何れか1項に

$$Ni+30C+30N+0.5Mn+Cu \geq 1.8 \times (Cr+W+1.5Si+0.5Nb+3Ti+5V-8) \dots (5)$$

【請求項6】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Bを0.0001~0.004未%含有することを特徴とする請求項1~5の何れか1項に記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

【請求項7】 化学成分として、質量%で、C:0.01~0.2%、Si:0.05~0.5%、Mn:0.1~2%、Cr:17~26%、Ni:10~50%、

$$Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+Mo+1.5Si-8) \dots (6)$$

)

$$Mo+500B \geq 2 \dots (7)$$

【請求項8】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、W:0.1~10%を含有し、かつ下記(8)式を満足することを特徴とする請求項7記載の高温長時間側

$$Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+Mo+W+1.5Si-8) \dots (8)$$

【請求項9】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Nb、TiおよびVのうちの1種または2種以上を合計量で0.01~2%含有し、かつ下記(9)式を満

$$Ni+30C+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+Mo+W+1.5Si+0.5Nb+3Ti+5V-8) \dots (9)$$

【請求項10】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、N:0.01~0.4%を含有し、かつ下記(10)式を満足することを特徴とする請求項7~9の何れ

$$Ni+30C+30N+0.5Mn \geq 1.8 \times (Cr+Mo+W+1.5Si$$

下記(1)式を満足する鋼を用いて造管後、固溶化熱処理を施し、その後、C断面の減少率で1%以上20%以下の冷間加工を施すことを特徴とする高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

足することを特徴とする請求項1または2記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

項に記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

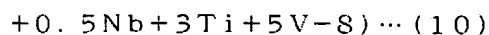
記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

さらに、Mo:0.1~10%、及び、B:0.004~0.01%のうちの1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、かつ下記(6)式及び(7)式を満足する鋼を用いて造管後、固溶化熱処理を施し、その後、C断面の減少率で1%以上25%以下の冷間加工を施すことを特徴とする高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

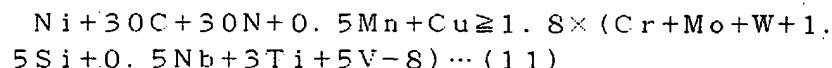
のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

足することを特徴とする請求項7または8記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

か1項に記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。



【請求項11】 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Cu: 1~5%以下含有し、かつ下記(11)式を満足することを特徴とする請求項7~10の何れか1



【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、ボイラ用鋼管や高温圧力容器といった高温高压環境で使用される材料として用いられ、特に650℃以上の高温高压環境で極めて高いクリープ破断強度を有するオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法に係わるものである。

【0002】

【従来の技術】近年の火力発電プラントにおいては、経済性の向上および炭酸ガス排出抑制の点から蒸気条件をより高温高压化する超々臨界圧ボイラの計画が進められている。このような過酷な環境下では、例えばSUS347H等の従来のオーステナイト系耐熱鋼ではクリープ破断強度が不足するため使用できない。このため、例えば「鉄と鋼」第70号S1409頁、あるいは「火力原子力発電」第38巻第75頁などに示されているように、高クリープ強度を更に向上させるために、従来のオーステナイト系耐熱鋼に対してNb、Ti等の炭窒化物による析出強化、Moによる固溶強化などを利用したオーステナイト系耐熱鋼が開発されている。

【0003】また、本発明者は、特開平09-228003号公報にて、低Cの成分系で、所定量のW、Nb、V、Nを添加させることにより溶接性および高温強度が共に優れたオーステナイト系耐熱鋼を提案している。これら従来のオーステナイト系耐熱鋼は、何れも合金元素による固溶強化や析出強化を利用してクリープ破断強度を向上させたものである。

【0004】一方、これらの固溶強化および析出強化型のボイラ用鋼および鋼管を用いてボイラーなどの施工を行う際には、曲げ加工などの冷間加工が行われる。この場合、「材料とプロセス」第10号1419頁などで指摘されているように、従来のオーステナイト系耐熱鋼管では、冷間加工による加工硬化の影響でその加工部の高温短時間側でのクリープ破断強度は冷間加工前と比べて著しく強化されるが、高温長時間側でのクリープ破断強度は逆に著しく低下する。したがって、従来、オーステナイト系耐熱鋼管の冷間加工による高温長時間側でのクリープ破断強度の低下を改善するために、施工後に冷間加工部を再度熱処理する必要があった。

【0005】しかし、例えば配管等の施工後の構造物を熱処理することは、膨大なコストがかかるばかりでなく、鋼管単体の熱処理に比べて均一な温度条件で熱処理することは困難であり、安定した材質特性を確保することは困難となる。

項に記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】上記の従来技術の問題点に鑑みて、本発明は、ボイラなどの施工時に冷間加工が施された場合でも、従来のような加工部の熱処理を行わずとも、高温長時間使用時のクリープ破断強度の大幅な劣化を防止できる高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者は、種々の検討を行った結果、1) オーステナイト系耐熱鋼の冷間加工後の高温長時間側でのクリープ破断強度の大幅な劣化は、主にFeとCrの金属間化合物であるσ相がオーステナイト粒界で析出することに起因し、このσ相は、オーステナイト粒界から析出した高濃度のCrを含有するδフェライト相が化学変化して生じること、2) 冷間加工後の高温長時間側でのクリープ破断強度の大幅な劣化のもう一つの原因は、特に冷間加工率が高い場合に、高温長時間側でオーステナイトの再結晶が生じ、金属組織が細粒化するためであること、3) 冷間加工後の高温長時間使用時にオーステナイト相からδフェライト相を析出しない成分系の鋼では、σ相はオーステナイト粒内に直接微細析出し、それよりクリープ破断強度が向上することを見いだした。

【0008】本発明は、これらの知見を基になされたものであり、オーステナイト系耐熱鋼管の冷間加工後の高温長時間使用時に、オーステナイト粒界でのδフェライト相の析出およびその化学変化によるσ相の析出を抑制するための成分含有量を規定し、また、特に高い加工率で冷間加工する場合のオーステナイトの再結晶を抑制するための成分含有量を規定し、さらに、加工硬化利用したクリープ破断強度の向上のための最適冷間加工条件を規定することを特徴とする高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法である。

【0009】すなわち、本発明の要旨とするところは、以下に示す通りである。

(1) 化学成分として、質量%で、C: 0.01~0.2%、Si: 0.05~0.5%、Mn: 0.1~2%、Cr: 17~26%、Ni: 10~50%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、かつ下記(1)式を満足する鋼を用いて造管後、固溶化熱処理を施し、その後、C断面の減少率で1%以上20%以下の冷間加工を施すことを特徴とする高温長時間側のクリー

ブ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方

法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+1.5\text{Si}-8)\cdots(1)$$

(2) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、W: 0.1~10%を含有し、かつ下記(2)式を満足することを特徴とする(1)記載の高温長時間側のクリープ

破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{W}+1.5\text{Si}-8)\cdots(2)$$

(3) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Nb、TiおよびVのうちの1種または2種以上を合計量で0.01~2%含有し、かつ下記(3)式を満足する

ことを特徴とする(1)または(2)記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)\cdots(3)$$

(4) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、N: 0.01~0.4%を含有し、かつ下記(4)式を満足することを特徴とする(1)~(3)の何れか1項に記

載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+30\text{N}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)\cdots(4)$$

(5) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Cu: 1~5%以下を含有し、かつ下記(5)式を満足することを特徴とする(1)~(4)の何れか1項に記載

の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+30\text{N}+0.5\text{Mn}+\text{Cu}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)\cdots(5)$$

(6) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Bを0.0001~0.004未%含有することを特徴とする(1)~(5)の何れか1項に記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

に、Mo: 0.1~10%、及び、B: 0.004~0.01%のうちの1種または2種を含有し、残留Feおよび不可避的不純物からなり、かつ下記(6)式及び(7)式を満足する鋼を用いて造管後、固溶化熱処理を施し、その後、C断面の減少率で1%以上25%以下の冷間加工を施すことを特徴とする高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

(7) 化学成分として、質量%で、C: 0.01~0.2%、Si: 0.05~0.5%、Mn: 0.1~2%、Cr: 17~26%、Ni: 10~50%、さら

$$\text{Ni}+30\text{C}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{Mo}+1.5\text{Si}-8)\cdots(6)$$

)

$$\text{Mo}+500\text{B}\geq 2\cdots(7)$$

(8) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、W: 0.1~10%を含有し、かつ下記(8)式を満足することを特徴とする(7)記載の高温長時間側のクリープ

破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{Mo}+\text{W}+1.5\text{Si}-8)\cdots(8)$$

(9) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Nb、TiおよびVのうちの1種または2種以上を合計量で0.01~2%含有し、かつ下記(9)式を満足する

ことを特徴とする(7)または(8)記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{Mo}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)\cdots(9)$$

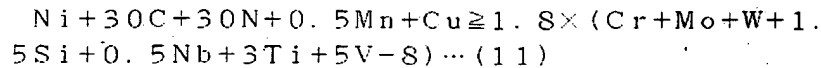
(10) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、N: 0.01~0.4%を含有し、かつ下記(10)式を満足することを特徴とする(7)~(9)の何れか1

項に記載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。

$$\text{Ni}+30\text{C}+30\text{N}+0.5\text{Mn}\geq 1.8\times(\text{Cr}+\text{Mo}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)\cdots(10)$$

(11) 前記鋼の化学成分として、更に、質量%で、Cu: 1~5%以下含有し、かつ下記(11)式を満足することを特徴とする(7)~(10)の何れか1項に記

載の高温長時間側のクリープ破断強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼管の製造方法。



【0010】

【発明の実施の形態】以下に本発明における合金の化学成分範囲の限定理由について説明する。なお、以下の％は特に説明がない限りは質量％とする。

C: CはCr, Mo, Ti, B, V, Nbと炭化物を形成してクリープ破断強度を向上させるのに有効であるとともに、オーステナイト形成元素でありフェライト相の生成を抑制する。このような効果を十分に得るために、C含有量の下限を0.01％と定めた。一方、多量に添加しすぎると、溶接時に高温割れを生じたり、延性が低下する。また、耐食性の面からはなるべく低い方が望ましい。そこで、C含有量の上限を溶接時の高温割れが問題とならないために0.2％と定めた。

【0011】Si: Siは脱酸剤として有効であるばかりではなく、耐酸化性や耐高温腐食特性をも向上させる元素であり、これらの作用により耐水蒸気酸化特性を得るため、その含有量の下限を0.05％と定めた。しかし、Si量が多過ぎるとクリープ破断強度、靱性や溶接性を低下させるとともに、SiはFeおよびCrの金属間化合物である σ 相の形成を著しく促進させるため、本発明ではその含有量の上限を0.5％とした。

【0012】Mn: Mnは脱酸作用を有するとともに、オーステナイト形成元素でありフェライト相の生成を抑制する。また、鋼中のSを固定させて溶接性や熱間加工性を向上させる作用を有する。このような効果を十分に得るために、Mn含有量の下限を0.1％と定めた。しかし、Mn含有量が多すぎると耐酸化性の劣化を招くので、その含有量の上限を2％未満と限定した。

【0013】Cr: Crはクリープ破断強度、耐水蒸気酸化性、耐高温腐食特性を向上させる作用を有し、オーステナイト系耐熱鋼にとって不可欠の元素である。従来のオーステナイト系耐熱鋼の代表であるSUS347H鋼と同等の上記諸特性を確保するために、Cr含有量の下限を17％とした。一方、Cr含有量が増加するとFeおよびCrの金属間化合物である σ 相の成長が著しく促進されるために、上限を26％とした。

【0014】Ni: Niはオーステナイト生成元素でありオーステナイトの安定性を高め、フェライト相の生成を抑制し、FeおよびCrの金属間化合物である σ 相の粒界析出を抑制するために必須な元素である。本発明鋼における、Crをはじめとするフェライト生成元素の含有量に対してオーステナイトの安定化を図るためには、Ni含有量を10％以上とする必要がある。一方、Ni量が増大すると経済性の面で不利となることから、その含有量の上限を50％とした。

【0015】本発明では、以上の化学成分を基本成分とするが以下の理由で必要に応じて本発明の基本特性を害しない範囲で添加することができる。

Mo, W: MoおよびWはともに固溶強化、Laves相析出などにより高温強度を高める元素である。また、Moは、650℃から750℃の温度範囲での再結晶を抑制する作用も有する元素のため、特に冷間加工率が高い場合に、高温長時間側でオーステナイトの再結晶による金属組織の細粒化を抑制し、再結晶に起因するクリープ破断強度の低下を防止するために有効となる。これらの効果を得るためにMoおよびWのうちの1種または2種の合計量の下限を0.1％と定めた。しかし、MoおよびWのうちの1種または2種の合計量で10％を越える添加は、さらなるクリープ強度の向上が見られないばかりか、Laves相が過度に析出して著しく脆化するため、その含有量の上限を10％とした。

【0016】Nb, Ti, V: Nb, Ti, Vはいずれも高温使用環境で微細な炭窒化物を形成し、高温長時間側のクリープ破断強度を著しく向上させる。この効果は、固溶化熱処理によって固溶し得る量が多いほど顕著である。この効果を十分得るためにNb, TiおよびVのうちの1種または2種以上の合計量の下限を0.01％と定めた。しかし、固溶化熱処理温度での固溶限を超える過剰量を添加しても、未固溶の炭・窒化物が増加するだけであり、かえって機械的特性を低下させる。従って、Nb, TiおよびVのうちの1種または2種以上の合計量の上限を2％とした。

【0017】N: Nは固溶強化および窒化物の形成によってクリープ破断強度を著しく向上させる元素である。この効果を得るために、N含有量の下限を0.01％と定めた。しかし、Nを0.4％を超えて添加しても高温長時間側のクリープ破断強度の増加は少なく、かえって機械的特性を低下させるため、N含有量の上限を0.4％とした。

【0018】B: Bは結晶粒界を強化してクリープ破断延性を高め、その効果により同時にクリープ破断強度も向上させる。これらの効果を得るために、B含有量の下限を0.0001％と定めた。また、Bは、上記作用の他に650℃から750℃の温度範囲での再結晶を抑制する作用も有する元素のため、特に冷間加工率が高い場合に、高温長時間側でオーステナイトの再結晶による金属組織の細粒化を抑制し、再結晶に起因するクリープ破断強度の低下を防止するために有効となる。この効果を充分得るためには、Bの下限値を0.004％以上とする。しかしながら、0.01％を越えて添加すると溶接性を著しく低下させるので、クリープ破断延性を向上させる目的でBを添加する場合、その含有量の上限を0.01％とした。

【0019】Cu: Cuは高温で使用中に鋼中に整合析出することにより、クリープ破断強度を向上させる作用を有する元素である。この効果を得るために、その含有

量の下限を0.1%と定めた。しかし、Cu含有量が5%を越えると延性が低下し、さらに熱間加工性も劣化することから、その上限を5%と定めた。本発明では、上記の成分含有量の規定とともに、冷間加工後の高温長時間使用中にフェライト相が生成しないための下記の

(5) 式を満たす必要がある。

【0020】図1に下記の前記(1)式～(6)式、(8)式～(11)式による規定の根拠となる、 $Ni + 30C + 30N + 0.5Mn + Cu - 1.8 \times (Cr + Mo + W + 1.5Si + 0.5Nb + 3Ti + 5V - 8)$ の値と650℃×10万時間推定クリープ破断強度との関係を示す。なお、鋼材成分は、C、Si、Mn、CrおよびNiを含有する成分系、または、これらの他に、さらに、MoおよびBを含有する成分系で行った。また、図1に示す650℃×10万時間推定クリープ破断強度は、20%のC断面(圧延方向に垂直な断面)減少率で冷間引き抜きを施した鋼管に対して650、700、750℃でクリープ破断試験を行った。試験結果はLarson-Miller法に基づいて整理した。

【0021】図1に示すように鋼中の化学成分の含有量を成分偏析の影響も十分考慮された前記の(1)式～(6)式、(8)式～(11)式の関係式で規定することにより、高温長時間使用中でのオーステナイト粒界でのδフェライト相の析出は抑制され、よって、クリープ破断強度の低下原因となるオーステナイト粒界でのσ相の析出も抑制でき、冷間加工後の高温長時間側のクリープ破断強度が向上できる。また、MoおよびBを含有する成分系では、MoおよびBが650℃から750℃の温度範囲での再結晶を抑制する作用も有する元素のため、上記の成分規定に加えて、鋼中にMoまたはBのうちの1種または2種を下記(7)式を満足するように含有させることにより、特に高い加工率で冷間加工した後でも、高温長時間側のオーステナイトの再結晶を抑制でき、再結晶に起因するクリープ破断強度の低下を防止することができる。表2に、下記の(7)式による規定の根拠となる、 $Mo + 500B - 2$ の値(INDEX2)と、750℃×1万時間の条件で時効した後の再結晶の有無、および、650℃×10万時間の推定クリープ破断強度との関係を示す。表2から、(7)式の関係式を満足する場合、すなわちINDEX2が0以上である場合には、C断面(圧延方向に垂直な断面)減少率が1～25%での冷間引き抜きを施した後にも高温長時間側でオーステナイトの再結晶が生ずることがなく、再結晶に起因するクリープ破断強度の低下を防止できることがわかる。

$Mo + 500B \geq 2 \dots (7)$

次に上記化学成分を含有する本発明鋼管の製造条件について説明する。

【0022】本発明においては、上記化学成分を含有する鋼を造管して固溶化熱処理を行って得られた鋼管をさ

らに、鋼中にMo及びBの何れも含有しない鋼管の場合は、C断面(圧延方向に垂直な断面)の減少率で1%以上20%以下、鋼中にMoまたはBのうちの1種または2種を含有する鋼管の場合は、C断面の減少率で1%以上25%以下の間加工を施すことが必要である。一般に、固溶化熱処理されたオーステナイト系耐熱鋼管を冷間加工すると、転位密度が増大し加工硬化が起こることにより冷間加工前に比べて高温短時間側でのクリープ破断強度は上昇する。しかしながら、従来の成分系のオーステナイト系耐熱鋼管の場合では、高温長時間使用時に冷間加工による残留応力が駆動力となってオーステナイト粒界でのδフェライトの生成に続いてFeとCrの金属間化合物であるσ相の析出、成長が促進される。その結果、σ相がオーステナイト粒界で析出し、粗大に成長した場合には、クリープ破断強度の大幅な低下をもたらすという問題があった。

【0023】一方、本発明では、上述のように鋼中の化学成分を規定することにより、冷間加工が施され鋼中の転位密度が増大した状態での高温長時間使用時においても、オーステナイト粒界でのδフェライトの生成は抑制でき、そのδフェライトの化学変化によって生成するσ相の粒界での析出、成長も抑制できる。また、高温長時間使用時にδフェライトの生成が抑制できる本発明のオーステナイト系耐熱鋼管では、FeおよびCrの金属間化合物であるσ相は、冷間加工によって生じる残留応力を駆動力としてオーステナイト粒内に均一に微細析出する。このオーステナイト粒内に微細析出するσ相は、オーステナイト粒界で析出、成長するσ相とは異なり、クリープ破断強度を向上させる作用を有する。したがって、本発明鋼管では、高温長時間使用時のオーステナイト粒界でのσ相の析出、成長の抑制する一方、冷間加工によって生じる加工硬化に加えて、オーステナイト粒内でのσ相の微細析出による析出強化も期待でき、その結果、従来の成分系のオーステナイト系耐熱鋼管に比べて高温長時間側のクリープ破断強度は大幅に向上する。

【0024】図2に本発明の冷間加工のC断面(圧延方向に垂直な断面)の減少率の規定根拠となる鋼管のC断面減少率と650℃×10万時間推定クリープ破断強度との関係を示す。本発明において、断面減少率が1%未満の場合には、冷間加工による高温長時間側のクリープ破断強度の向上効果は十分に発揮されないため、断面減少率の下限を1%に規定した。一方、断面減少率が20%を越えると、オーステナイト粒内で析出するσ相が過度に成長し、σ相の粗大化が促進されるようになるのに加えて、母材であるオーステナイト粒の再結晶も促進されるので、高温長時間側のクリープ破断強度が大幅に低下するため、断面減少率の上限を20%と規定した。但し、鋼中にMoまたはBのうちの1種または2種を前記規定量、かつ前記(7)式を満足して含有する場合は、さらに高い加工率で冷間加工した後でも、高温長時

間側でのオーステナイトの再結晶を抑制でき、再結晶に起因するクリープ破断強度の低下を防止することができ、断面減少率の上限を25%と規定する。

【0025】なお、鋼管の冷間加工の方法としては、特に規定する必要がなく、例えば、冷間引き抜きや、ビルガミル等が考えられ、いずれの冷間加工方法も採用できる。また、本発明において、造管方法は、特に規定する必要はなく、熱間押出、シームレス圧延、成形加工後の電縫溶接またはTIG溶接等のいずれの方法も採用できる。

【0026】また、造管後の固溶化熱処理の条件についても特に規定する必要はなく、本発明に対しては任意の条件を採用できる。また、本発明においては冷間加工率の程度を表す尺度として、C断面（圧延方向に垂直な断面）の減少率を用いたが、当然、L方向（圧延方向）の伸びで冷間加工の程度を定義することもできる。この場合、C断面の減少率をR（%）、L方向の伸びをL（%）とした場合に、両者の間には、下記（12）式の関係がある。例えば、C断面の減少率20%で冷間引き抜き加工を施す場合と、L方向に25%の伸びを与える冷間引張加工を施す場合は全く等価であることになる。

$$L = 100 \times R / (100 - R) \dots (12)$$

【0027】

【実施例】次に、本発明を実施例によって具体的に説明する。表1に供試鋼の化学成分を示す。素材記号1～20は本発明で規定した化学成分範囲を満たす鋼である。また、素材記号21～30は本発明で規定した化学成分範囲から外れる鋼である。

【0028】表1に示した供試鋼に対して、熱間押出により外径50mm、内径34mmの鋼管を製造し、その後、1200℃で10分間固溶化熱処理を施した後に、種々の断面減少率で冷間引き抜きを施した。その後、それぞれの供試材に対して650、700、750℃でクリープ破断試験を行い、試験結果をLarson-Mi

ller法で整理することにより、650℃×10万時間推定クリープ破断強度を得た。その結果を表2に示す。記号A～AAは素材記号1～20の本発明で規定した化学成分の鋼管を、1%以上25%以下の断面減少率で冷間引き抜きした、本発明方法によって製造した本発明例である。記号AB～AJは、本発明で規定した化学成分の鋼ではあるが、冷間引き抜きの際の断面減少率が1%未満、あるいは20%を越えている場合、あるいは、前記（7）式を満足するが断面減少率が25%を越えている場合、の比較例である。また、記号AK～AWは、素材記号21～30の本発明で規定した化学成分範囲から外れる鋼管を0%あるいは20%の断面減少率で冷間引き抜きした場合の比較例である。

【0029】本発明方法により製造した場合、いずれについても130MPa以上の650℃×10万時間推定クリープ破断強度を有し、発電用火力設備の技術基準で規格化されている発電用ボイラ鋼管の内でも最も高い許容応力を有する火SUS310J2TBの125MPaと比較して優れた値を示すことがわかる。それに対して、比較例AB～AWはいずれも130MPa以下の推定クリープ破断強度である。比較例AB、ACおよびAFは断面減少率が小さすぎて十分に強度が出ず、逆に比較例AD、AE、AG～AIでは断面減少率が大きすぎて、 σ 相の析出とオーステナイト再結晶により大幅な強度劣化を招いている。比較例AK～AWは、前記（1）式～（6）式、（8）式～（11）式の何れかの式を満足しない化学成分であるために、冷間引き抜きによって粒界での粗大な σ 相の析出が促進され、著しく強度が低くなった。特にALとAM、およびAVとAWを比較することにより、冷間引き抜きによって、引き抜きを行う前と比較して、返って大きく強度が低下してしまったことがわかる。

【0030】

【表1】

素材記号	C	Si	Mn	Ni	Gr	Mo	W	Nb	Ti	V	N	B	Cu	INDEX1	INDEX2
1	0.18	0.48	1.8	25.1	22.1									4.72	-2
2	0.1	0.32	1.1	35	25.1									6.91	-2
3	0.03	0.22	0.8	25	20									4.11	-2
4	0.08	0.05	1.8	24.9	20.1	2.2								2.33	0.2
5	0.06	0.05	1.5	25	18		3.5							3.12	-2
6	0.08	0.05	1.5	35.2	20	3.8	4.5							1.68	1.8
7	0.13	0.08	1.3	23	20		2.1	0.71						1.31	-2
8	0.17	0.08	0.5	43.1	30.1			0.51	0.38					6.05	-2
9	0.12	0.1	1.2	39.9	25	2.1	2	0.35	0.6					2.29	0.1
10	0.05	0.15	1	25	25						0.22			2.60	-2
11	0.02	0.05	1.8	25	22		2.5	0.35		0.3	0.3			2.65	-2
12	0.02	0.05	1.7	25	22			0.3		0.45	0.28			5.20	-2
13	0.08	0.5	1	25.2	20.2	1.5		0.2	0.01		0.15	0.004		6.36	1.6
14	0.02	0.15	1.2	25	22.1			0.25			0.18	0.008		5.59	2.3
15	0.07	0.05	0.5	10.8	17.8						0.2		2.2	3.58	-2
16	0.1	0.22	0.8	13	18.5	1.2		0.33			0.15	0.002	4.1	3.05	0.1
17	0.03	0.2	1	21	20	0.5	1.5			0.29	0.18	0.004	3.5	2.95	0.3
18	0.16	0.05	1.7	24.2	25				0.25		0.03	0.003	3.4	2.07	-0.3
19	0.03	0.11	1	23	22		0.8	0.35		0.51	0.21	0.002	2.5	1.36	-1.25
20	0.02	0.05	1.3	24	22	1	1	0.15		0.14	0.22	0.002	1.5	3.02	0.15
21	0.07	0.5	0.5	8.1	18.2						0.05			-7.76	-2
22	0.08	0.38	1.2	12	18			0.8			0.05			-3.25	-2
23	0.1	0.41	0.5	8	18	0.2		0.25			0.12	0.002	3.3	-1.54	-0.9
24	0.1	0.4	1.5	15	23		1.5	0.3			0.2		3.1	-3.20	-2
25	0.07	0.41	1.5	20	25						0.1		2.1	-3.76	-2
26	0.07	0.22	1	20	25			0.7			0.15			-4.72	-2
27	0.03	0.3	1.5	9.5	18.5		2.5	0.35		0.3	0.2			-10.08	-2
28	0.07	0.38	1.3	10.3	18.2			0.23	0.21			0.002	2.3	-5.38	-0.85
29	0.13	0.42	1	34	25	3	2.5	0.32						-3.52	1
30	0.08	0.7	1.2	26	25	4.2	4	0.22			0.21	0.002		-12.15	2.95

INDEX1 : Ni+30C+30Ni+0.5Mn+Cu-1.8x (Cr+Mo+W+1.5Si+0.5Nb+3Ti+5V-8)

INDEX2 : Mo+500B-2

【0031】

【表2】

		素材記号	INDEX1	INDEX2	断面減少率 (%)	650℃*10万時間 推定破断強度 (MPa)	750℃*1万時間 時効後の再結晶
本発明例	A	1	4.72	-2	1.1	133	なし
本発明例	B	1	4.72	-2	7.3	142	なし
本発明例	C	1	4.72	-2	18.2	151	なし
本発明例	D	2	6.91	-2	20	158	なし
本発明例	E	3	4.11	-2	20	153	なし
本発明例	F	4	2.33	0.2	20	162	なし
本発明例	G	4	2.33	0.2	25	164	なし
本発明例	H	5	3.12	-2	20	160	なし
本発明例	I	6	1.68	1.8	20	168	なし
本発明例	J	6	1.68	1.8	25	169	なし
本発明例	K	7	1.31	-2	20	165	なし
本発明例	L	8	6.05	-2	20	162	なし
本発明例	M	9	2.29	0.1	20	165	なし
本発明例	N	10	2.60	-2	20	168	なし
本発明例	O	11	2.65	-2	20	183	なし
本発明例	P	12	5.20	-2	20	187	なし
本発明例	Q	13	6.36	1.6	10	202	なし
本発明例	R	13	6.36	1.6	20	205	なし
本発明例	S	13	6.36	1.6	25	201	なし
本発明例	T	14	5.59	2.3	20	203	なし
本発明例	U	15	3.58	-2	20	178	なし
本発明例	V	16	3.05	0.1	20	202	なし
本発明例	W	17	2.95	0.3	20	205	なし
本発明例	X	17	2.95	0.3	25	205	なし
本発明例	Y	18	2.07	-0.3	20	191	なし
本発明例	Z	19	1.36	-1.25	20	203	なし
本発明例	AA	20	3.02	0.15	20	206	なし
比較例	AB	1	4.72	-2	0	84	なし
比較例	AC	1	4.72	-2	0.6	113	なし
比較例	AD	1	4.72	-2	23.5	78	あり
比較例	AE	7	1.31	-2	25	112	あり
比較例	AF	13	6.36	1.6	0	125	なし
比較例	AG	13	6.36	1.6	30	107	あり
比較例	AH	13	6.36	1.6	40	96	あり
比較例	AI	13	6.36	1.6	50	82	あり
比較例	AJ	18	2.07	-0.3	25	127	あり
比較例	AK	21	-7.76	-2	20	30	なし
比較例	AL	22	-3.25	-2	0	90	なし
比較例	AM	22	-3.25	-2	20	34	なし
比較例	AN	23	-1.54	-0.9	20	48	なし
比較例	AO	24	-3.20	-2	20	39	なし
比較例	AP	25	-3.76	-2	20	80	なし
比較例	AR	26	-4.72	-2	20	43	なし
比較例	AS	27	-10.08	-2	20	32	なし
比較例	AT	28	-5.38	-0.85	20	47	なし
比較例	AU	29	-3.52	1	20	23	なし
比較例	AV	30	-12.15	2.95	0	127	なし
比較例	AW	30	-12.15	2.95	20	18	なし

INDEX1 : $\text{Ni}+30\text{C}+30\text{Ni}+0.5\text{Mn}+\text{Cu}-1.8\times(\text{Cr}+\text{Mo}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)$ INDEX2 : $\text{Mo}+500\text{B}-2$

【0032】

【発明の効果】本発明により、高価な合金成分を用いることなく、従来に比べ極めてクリープ破断強度が高いオーステナイト系耐熱鋼管を提供することが可能となり、産業の発展に寄与するところは極めて大きいものである。

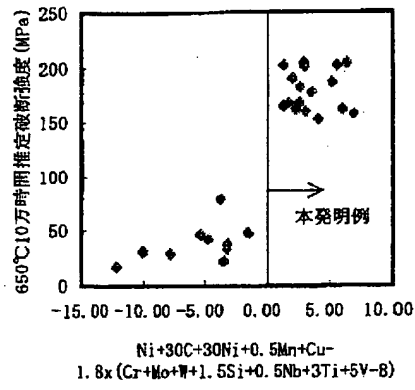
【図面の簡単な説明】

【図1】 $\text{Ni}+30\text{C}+30\text{N}+0.5\text{Mn}+\text{Cu}-1.8\times(\text{Cr}+\text{Mo}+\text{W}+1.5\text{Si}+0.5\text{Nb}+3\text{Ti}+5\text{V}-8)$ の値と高温長時間側のクリープ破断強度の関係を示すグラフ。

【図2】冷間加工時のC断面減少率と高温長時間側のクリープ破断強度との関係を示すグラフ。

【図1】

図 1



【図2】

図 2

